

EUROPEAN PATENT OFFICE

Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 08176733
PUBLICATION DATE : 09-07-96

APPLICATION DATE : 20-12-94
APPLICATION NUMBER : 06316834

APPLICANT : SUMITOMO METAL IND LTD;

INVENTOR : KAMATA YOSHIHIKO;

INT.CL. : C22C 38/00 C22C 38/24 C22C 38/32 C22C 38/60 C23C 8/26

TITLE : STEEL FOR SOFT NITRIDING

ABSTRACT : PURPOSE: To provide a steel for low-strain soft nitriding having as-hot-rolled or as-cast machinability and an excellent soft nitriding characteristic.

CONSTITUTION: The steel having a compsn. contg. 0.15 to 0.40% C, $\leq 1.20\%$ Si, 0.60 to 1.80% Mn, 0.20 to 2.00% Cr, 0.02 to 0.10% Al, 0.006 to 0.020% N, 0.05 to 0.20% V, further, contg. ≥ 1 kinds among 0.05 to 0.40% Mo, 0.005 to 0.020% Ti, 0.0005 to 0.0050% B, 0.005 to 0.060% S, 0.02 to 0.20% Pb, 0.005 to 0.010% Ca and having the conditions of $0.60 \leq C + 0.1Si + 0.2Mn + 0.25Cr + 1.65V + 0.55Mo + 0.20Ti + 8B \leq 1.35$, and $0.25Cr + 1.15Mo + 2V + 1.5Ti \leq 0.85$ and the balance Fe and inevitable impurities is used. The steel is cooled after hot rolling or hot forging, by which the steel having core part hardness Hv of 200 to 300 is obtd. without a heat treatment. The steel having the structure consisting of the structure of ferrite + pearlite or the mixed structures of ferrite + pearlite (+ bainite) of a bainite fraction of $< 20\%$ is obtd.

COPYRIGHT: (C)1996,JPO

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平8-176733

(43) 公開日 平成8年(1996)7月9日

(51) Int.Cl. ⁶	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 2 C 38/00	3 0 1 N			
38/24				
38/32				
38/60				
C 2 3 C 8/26				

審査請求 未請求 請求項の数 3 O L (全 11 頁)

(21) 出願番号 特願平6-316834
(22) 出願日 平成6年(1994)12月20日

(71) 出願人 000002118
住友金属工業株式会社
大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号
(72) 発明者 和泉 康治
北九州市小倉北区許斐町1番地 住友金属
工業株式会社小倉製鉄所内
(72) 発明者 鎌田 芳彦
北九州市小倉北区許斐町1番地 住友金属
工業株式会社小倉製鉄所内
(74) 代理人 弁理士 広瀬 章一

(54) 【発明の名称】 軟窒化用鋼

(57) 【要約】

【目的】 熱間圧延ままあるいは鍛造ままで切削性に優れ、かつ軟窒化特性にも優れる低歪軟窒化用鋼を提供する。

【構成】 C:0.15 ~0.40%、Si: 1.20%以下、Mn:0.60 ~1.80%、Cr:0.20 ~2.00%、Al: 0.02~0.10%、N: 0.006~0.020 %、V:0.05 ~0.20%、さらに必要により、Mo:0.05 ~0.40%、Ti: 0.005 ~0.020 %、B:0.005 ~0.0050%、S:0.005~0.060 %、Pb: 0.02~0.20 %、Ca:0.005~0.010 %の一種以上を含有し、かつ、 $0.60 \leq C + 0.1 Si + 0.2 Mn + 0.25Cr + 1.65V + 0.55Mo + 0.20Ti + 8B \leq 1.35$ 、

および、 $0.25Cr + 1.15Mo + 2V + 1.5Ti \leq 0.85$
残部Feおよび不可避的不純物の条件を有する鋼を用い、熱間圧延あるいは熱間鍛造後冷却して、熱処理なしで、芯部硬さがHv200 ~300、組織がフェライト+パーライトまたはベイナイト分率が20%未満のフェライト+パーライト(+ベイナイト)の混合組織とする。

【効果】 軟窒化処理時間の短縮、コスト低減を可能にする。

1

【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%で、

C:0.15 ~0.40%、 Si: 1.20%以下、 Mn:0.60 ~1.80%、

Cr:0.20 ~2.00%、 Al: 0.02~0.10%、 N:0.006 ~0.020 %、

V:0.05 ~0.20%を含有し、残部Feおよび不可避免的不純物、から成る鋼、

かつ、 $0.60 \leq C + 0.1 Si + 0.2 Mn + 0.25Cr + 1.65V \leq 1.35$ 、

および、 $0.25Cr + 2V \leq 0.85$

の条件を有する鋼を用い、熱間圧延あるいは熱間鍛造後冷却して、熱処理なしで、芯部硬さがHv200 ~300、組織がフェライト+パーライトまたはベイナイト分率が20%未満のフェライト+パーライト(+ベイナイト)の混合組織を有し、それに軟窒化処理を施すことにより、高い表面硬さと深い硬化深さ、さらに低い熱処理歪特性を有することを特徴とする軟窒化用鋼。

【請求項2】 前記鋼組成が、重量%で、Mo:0.05 ~0.40%、Ti: 0.005 ~0.020 %、B:0.0005 ~0.0050%の一種以上を含有し、

かつ、 $0.60 \leq C + 0.1 Si + 0.2 Mn + 0.25Cr + 1.65V + 0.55Mo + 0.20Ti + 8B \leq 1.35$ 、および、 $0.25Cr + 1.15Mo + 2V + 1.5Ti \leq 0.85$

の条件を有することを特徴とする請求項1記載の軟窒化用鋼。

【請求項3】 前記鋼組成が、重量%で、S:0.005~0.060 %、Pb:0.02~0.20%、Ca:0.005~0.010 %の一種以上を含有することを特徴とする請求項1または2記載の軟窒化用鋼。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】本発明は、軟窒化処理を施すことにより高い表面硬さと深い硬化深さ、そして熱処理歪の低減化を図ることのできる軟窒化用鋼、特に土木機械、産業機械等において用いられる、耐摩耗性、耐疲労性、切削性さらに熱処理歪特性に優れた、機械構造部品の軟窒化用鋼に関する。

【0002】

【従来の技術】従来より実用化されている表面硬化処理方法としては、浸炭処理と窒化処理とが代表的なものである。浸炭処理は、高温の γ 域において、Cを侵入・拡散させるため、深い硬化深さが得られるが、浸炭後に焼入れ焼戻しの熱処理が必要のために、厳しい寸法精度の要求される歯車などの機械構造用部品に対しては熱処理歪が問題となり、また耐焼付き性、耐かじり性にも問題があった。

【0003】一方、窒化処理は、 A_1 変態点以下、500 ~550℃前後の温度域で、Nを侵入・拡散させ、高い表面硬さと、耐摩耗性・耐焼付き性を向上させる処理であ

2

る。この方法は焼入れによる相変態を伴わないため、熱処理歪の問題はないが、通常、処理時間が50~100hrと著しく長く、処理後も表面の脆い化合物層を除去する必要があるなど、製造上に問題があった。

【0004】これに対して、軟窒化処理は、一般に500~600℃の温度域でNとCを同時に侵入・拡散させて、表面硬化をはかる処理であり、窒化処理に比べて処理時間が約半分ですみ、かつ熱処理歪の少ない処理として、近年、機械構造用部品などに急速に普及しつつある。

10 【0005】しかし、現在軟窒化処理して用いられている構造用炭素鋼や低合金鋼では十分な表面硬さおよび硬化深さが得られておらず、耐ピッチング性、耐スポーリング性、疲労性等が十分でないことから大きな問題となっている。また、近年、工程省略化の要求が高く、軟窒化鋼においても軟窒化処理前の切削性改善のため行われていた焼鈍、焼戻しを省略することが求められている。

【0006】このような問題を解決するために、これまでもいくつかの手段が提案されており、例えば、特開昭63-216950号公報では、化学組成の制限により表面硬さ・硬化深さの向上および非調質化を図っている。

【0007】しかし、上記方法では、組成範囲が広くその目的を達することが困難となり、また、軟窒化処理後の熱処理歪の問題を生じ、高精度が要求される部材に適用することができない。

【0008】

【発明が解決しようとする課題】本発明の目的は、以上のような従来技術の問題を解決し、熱間圧延あるいは鍛造まま（工程省略）で切削性に優れ、軟窒化特性にも優れた低歪軟窒化用鋼を提供することである。

30 【0009】

【課題を解決するための手段】ここに、本発明者らは、上述の目的達成のために、種々検討を重ね、以下の知見を得、本発明を完成した。

【0010】軟窒化特性向上策

Cr、V、Alを最適量だけ添加することで、表面硬さおよび硬化深さを向上させ、軟窒化処理時間を短縮することができる。

【0011】熱処理歪特性向上策

軟窒化処理後の熱処理歪が非常になくなる前組織はフェライト+パーライトまたはベイナイト分率が20%未満のフェライト+パーライト+ベイナイト組織であり、C、r、Mo、V、Ti等の調整によりその組織制御が可能となる。これにより、寸法精度向上のために行われてきた熱処理後の研摩等の工程の省略が可能となる。

【0012】工程省略策

C、Si、Mn、Cr、V、Mo、B等の調整により熱間圧延後あるいは熱間鍛造後の冷却で、熱処理なしで、機械的性質/切削性のバランスが良好となる芯部硬さHv200~300の状態が得られ、硬度調整のために行われてきた焼鈍・焼戻しの工程省略化が可能となり、コスト低減に寄与

3

する。また、さらなる切削性改善にはS、Pb、Caの添加が有効となる。これらの方策より、本発明によれば軟空化処理時間の短縮、コスト低減を可能にすることができる。

【0013】ここに、本発明の要旨とするところは、重*

かつ、 $0.60 \leq C + 0.1 Si + 0.2 Mn + 0.25Cr + 1.65V + 0.55Mo + 0.20Ti + 8B$

$\leq 1.35 \dots (1)$

および、 $0.25Cr + 1.15Mo + 2V + 1.5Ti \leq 0.85 \dots (2)$

残部Feおよび不可避的不純物から成る鋼を有し、熱間圧延あるいは熱間鍛造後冷却して、熱処理なしで、芯部硬さがHv200～300、組織がフェライト+パーライトまたはベイナイト分率が20%未満のフェライト+パーライト(+ベイナイト)の混合組織を有し、それに軟空化処理を施すことにより、高い表面硬さと深い硬化深さ、さらに低い熱処理歪特性を有することを特徴とする軟空化用鋼である。

【0014】かくして、本発明によれば、軟空化処理時間の短縮、コスト低減を可能にすることができる。本発明は、その好適態様によれば、次の通りである。

【0015】(1) 重量%で、C:0.15～0.40%、S 20
i: 1.20%以下、Mn:0.60～1.80%、Cr:0.20～2.00%、Al: 0.02～0.10%、N:0.006～0.020%、V:0.05～0.20%を含有し、残部Feおよび不可避的不純物、から成る鋼、
かつ、 $0.60 \leq C + 0.1 Si + 0.2 Mn + 0.25Cr + 1.65V \leq 1.35$ 、

および、

$0.25Cr + 2V \leq 0.85$

の条件を有する鋼を用い、熱間圧延あるいは熱間鍛造後冷却して、熱処理なしで、芯部硬さがHv200～300、組織がフェライト+パーライトまたはベイナイト分率が20%未満のフェライト+パーライト(+ベイナイト)の混合組織を有し、それに軟空化処理を施すことにより、高い表面硬さと深い硬化深さ、さらに低い熱処理歪特性を有することを特徴とする軟空化用鋼。

【0016】(2) 前記鋼組成が、重量%で、Mo:0.05～0.40%、Ti: 0.005～0.020%、B:0.0005～0.0050%の一種以上を含有し、

かつ、 $0.60 \leq C + 0.1 Si + 0.2 Mn + 0.25Cr + 1.65V + 0.55Mo + 0.20Ti + 8B \leq 1.35$ 、および、 $0.25Cr + 1.15Mo + 2V + 1.5Ti \leq 0.85$

の条件を有することを特徴とする上記(1)の軟空化用鋼。

【0017】(3) 前記鋼組成が、重量%で、S:0.005～0.060%、Pb: 0.02～0.20%、Ca:0.005～0.010%の一種以上を含有することを特徴とする上記(1)または(2)の軟空化用鋼。

【0018】

【作用】次に、本発明において鋼組成および組織を上述のように限定した理由をその作用とともに詳述する。な

4

*量%で、C:0.15～0.40%、Si: 1.20%以下、Mn:0.60～1.80%、Cr:0.20～2.00%、Al: 0.02～0.10%、N:0.006～0.020%、V:0.05～0.20%、Mo:0～0.40%、Ti: 0～0.020%、B:0～0.0050%、S:0～0.060%、Pb: 0～0.20%、Ca:0～0.010%、

お、本明細書において特にことわりがない限り、「%」は「重量%」である。

【0019】C: 0.15～0.40%: Cは焼入れ性を確保しマトリックス中に固溶して芯部強度確保のために必要な元素である。このためには0.15%以上含有する必要があるが、0.40%を越える場合には、焼入れ性増大により靱性が低下するとともに切削性が大幅に低下する。よって、0.15～0.40%の範囲とした。

【0020】Si: 1.20%以下: Siは脱酸剤として添加されるが、固溶強化を示し、1.20%を越えると靱性・切削性を悪化させるので、1.20%以下とした。下限は特に制限されないが、好ましくは、0.20%以上である。さらに好ましくはSi: 0.20～1.00%である。

【0021】Mn: 0.60～1.80%: Mnは脱酸剤として不可欠であり、芯部強度を確保する上で有効な元素であり、芯部硬さ確保のためには他元素との関連において0.60%以上必要である。また、1.80%を越えると加工性・切削性を害するので、0.60～1.80%の範囲とした。

【0022】Cr: 0.20～2.00%: Crは芯部強度を向上させる他、軟空化性に関しては、多く添加するほど表面硬さ・硬化深さを上昇させる元素であるが、0.20%未満では軟空化性と芯部強度の向上効果を得ることができず、また2.00%を越えると、表面に強固な軟空化層を形成するため、逆に硬化深さは減少する。よって、0.20～2.00%の範囲とした。好ましくは、0.50%超1.50%以下である。

【0023】Al: 0.02～0.10%: Alは溶製時に脱酸剤として用いられ、軟空化による侵入Nと結合して表面硬さを高め、かつ硬化深さを深めるのに有効な元素である。この効果を発揮させるには0.02%以上の含有が必要であり、一方、0.10%を越えると表面に強固な軟空化層を形成するため、逆に硬化深さは減少する。よって、0.02～0.10%の範囲とした。好ましくは、0.02～0.08%である。

【0024】N:0.006～0.020%: Nは結晶粒度を微細化させ、芯部の靱性を向上させる。このためには、0.006%以上の含有が必要となる。また0.02%を越えるとV窒化物の生成が顕著になり靱性が逆に劣化し始める。よって、0.006～0.020%の範囲とした。好ましくは、0.006～0.018%である。

【0025】V: 0.05～0.20%: Vは焼入れ性を向上させると共に、軟空化時にNとCと結合し微細なV炭窒化

5

物を析出することにより、表面硬さおよび表面深さを向上させる。特に硬化深さ増加に対する寄与が大きいことから、耐疲労性等にきわめて効果が大きい。この効果を出すには、0.05%以上必要となるが、0.20%超になると含有Nと結合して粗大なV窒化物が析出し芯部靱性悪化となる。よって、0.05~0.20%の範囲とした。好ましくは、0.07~0.20%である。

【0026】本発明に係る軟窒化鋼は、以上の元素を必須成分とするものであるが、必要に応じて、それぞれ下記添加量のMo、Ti、Bより成る群から選ばれる1種以上および/またはS、Pb、Caより成る群から選ばれる1種以上を含有するものであってもよい。

【0027】Mo: 0.05~0.40% : Moは良好な焼入れ性を確保すると同時に靱性を向上させるのに有効な元素である。本発明鋼の焼入れ性をさらに向上させるためには、Moを0.05%以上含有することが好ましい。しかし、0.40%を越えるとかえって焼入れ性が低下するするため、0.05~0.40%の範囲とした。好ましくは、0.05~0.35%である。

【0028】Ti: 0.005~0.020% : Tiは焼入れ性を向上させ、B添加時のBの焼入れ性効果を向上させる効果*

$$0.60 \leq C + 0.1 Si + 0.2 Mn + 0.25Cr + 1.65V (+0.55Mo + 0.20Ti + 8B)$$

≤ 1.35 ... [切削性改善指標]

熱間圧延後または熱間鍛造後に切削加工が行える硬さに調整し、かつ軟窒化特性が良好となる組織に調整する。そのため、上記切削性改善指標が0.60未満になると硬さの不足による、機械的靱性の低下を生じる。また、1.35超になると硬さ上昇による切削性の低下が起こることに※

$$0.25Cr + 2V (+1.15Mo + 1.5Ti) \leq 0.85$$

Cr、Mo、V、Tiは炭化物形成能の強い元素であるが、これらの元素は、粒界に多く滞積し、冷却途中で炭化物を形成するため、変態に必要なC元素の移動を遅らせ、CCT曲線上のフェライト+パーライトノーズを長時間側にずらす特徴がある。そのため、CCT曲線はベイナイトノーズが短時間側に飛び出す形となり、結果的にフェライト、パーライト、ベイナイトの比率に影響を及ぼす。熱間圧延、熱間鍛造後に低歪化が可能な組織はフェライト+パーライトまたはフェライト+パーライト+ベイナイト<20%未満>であるため、その組織となるよう調整する必要がある。そのため上記式で0.85を越えると、ベイナイト分率が増加し目標の組織を得ることができず歪特性が悪化することから、 $0.25Cr + 1.15Mo + 2V + 1.5Ti \leq 0.85$ の範囲とした。

【0033】Hv 200~300 : 機械構造用部品 (例えば歯車の場合) では、熱間圧延後あるいは熱間鍛造後に切削加工を行うため、Hv 300以上になると切削加工ができにくくなり、長時間化、コスト増大化を及ぼす。また、芯部強度確保のための硬度がHv 200以下になると芯部強度が低くなり、疲労強度の低下の原因となる。よって、Hv 200~300の範囲とした。

6

*がある。このためには、0.005%以上含有する必要があるが、0.020%を越えると効果が飽和するとともに切削性の低下となるため、0.005~0.020%の範囲とした。

【0029】B: 0.0005~0.0050% : Bを微量添加した場合、焼入れ性が向上し、芯部強度向上が図られる。本発明鋼の焼入れ性をさらに向上させるためには少なくとも0.0005%以上必要であるが、0.0050%を越えるとかえって焼入れ性が低下するため0.0005~0.0050%の範囲とした。好ましくは、0.0005~0.0030%である。

10 【0030】S: 0.005~0.060%、Pb: 0.02~0.20%、Ca: 0.0050~0.010% : S、Pb、Caはいずれも被削性を向上させるための元素である。さらに本発明鋼の被削性の向上を行うには、これらの元素は少なくともS: 0.005%、Pb: 0.02%、Ca: 0.005%以上、少なくとも1種含有するのが好ましい。しかし、上記の上限を越えて添加しても被削性の顕著な向上効果は認められず、かえって靱性を低下させることになることから、S: 0.005~0.060%、Pb: 0.02~0.20%、Ca: 0.0050~0.010%とした。

20 【0031】式(1) または(2):

※より、歪特性が悪化することから、 $0.60 \leq C + 0.1 Si + 0.2 Mn + 0.25Cr + 1.65V (+0.55Mo + 20Ti + 8B) \leq 1.35$ の範囲とした。

【0032】

... [組織制御指標]

30 【0034】フェライト+パーライトまたはフェライト+パーライト (+ベイナイト<20%未満>)

高精度用部材 (例えば歯車) に軟窒化処理を施した場合、処理後の歪量は前組織により大きく異なる。フェライト+パーライトまたはフェライト+パーライト+ベイナイト<20%未満>では、過飽和固溶元素の減少、組織の安定化等により残留応力が著しく少なく、軟窒化処理後に残留応力解放による熱処理歪が小さい。そのため、①摺動部の騒音の低減、②軟窒化処理後の研摩修正等の工程省略化が可能となり、よって、フェライト+パーライトまたはフェライト+パーライト (+ベイナイト<20%未満>) を限定した。なお、ここにベイナイト分率は断面上での面積割合をいう。

【0035】以上説明した本発明にかかる軟窒化用鋼は、そのまま切削加工により所定形状に成形し、次いで慣用の軟窒化処理を行う。本発明にかかる鋼に対して行う軟窒化処理法は特に制限されない。

【0036】

【実施例】

(実施例1) 表1および表2に示す化学成分を有する供試鋼No. 1~42を溶製後、各々160 mm角の鋼片とし、この鋼

片を1100℃に加熱し、仕上温度950℃の熱間鍛造を施して直径30mmの丸棒とした後、放冷した。従来鋼41、42では、水冷後650℃×1hrの焼戻し処理についても行った。

【0037】各丸棒を冷却後、JIS 4号引張試験片、JIS 3号シャルピー衝撃試験片、および被削性試験片（直径30mm×長さ35mm）をそれぞれ採取し、鍛造後の特性調査のため引張試験、シャルピー衝撃試験、被削性試験を行った。シャルピー衝撃試験片については、衝撃試験実施後に母材硬さ（芯部硬さ）を測定し、ミクロ組織観察も実施した。

【0038】被削性試験ではドリルによる被削性試験を行った。工具は直径10mmのTiコーティング・ストレートドリルを用い、送り速度0.15mm/revの乾式切削を行い、寿命判定は切削不能切削深さにより判定した。

【0039】また、軟窒化処理後の特性調査のため、硬度測定用試験片（直径30mm×長さ35mm）およびJIS 2号回転曲げ疲労試験片、歪試験片（外径25mm<内径20mm>×厚さ5mm・図1）を採取し、NB：ガス：RXガス＝1：1の混合ガス中で570℃×4hr→油冷のガス軟窒化処理を施し、硬度測定、疲労試験および歪量測定を行った。

【0040】鍛造後の測定結果を表3に示す。表3に示す結果より明らかなように、供試鋼No.1～18の本発明鋼は、芯部硬さ、ミクロ組織、引張強さ、吸収エネルギー、および工具寿命共に目標値を満足している。これは従来鋼No.41、42（調質）と同等の特性である。

【0041】一方、供試鋼No.19～40と従来鋼No.41、42（放冷）の比較鋼で、切削性改善指標、組織制御指標ともに満足している、C、Mn、Cr、Vが規定より少ない鋼（No.19、22、24、26）および従来鋼（No.41、42）は、フェライト＋パーライト組織となっているが、芯部硬さが大きく低下し、引張強さも目標をはずれている。

【0042】C、Si、Mn、Cr、V、Moが規定より多い鋼（No.20、21、23、25、27、32）では、ミクロ組織がベイナイト組織となっているが、芯部硬さが大きく増大し、目標硬さをはずれている。これら芯部硬さが大きく増大した鋼は、吸収エネルギー、工具寿命についても目標を満足していない。

【0043】Al、Nが規定より多い鋼（No.29、31、33）では、芯部硬さ・ミクロ組織・工具寿命共に満足しているが、シャルピー吸収エネルギーが大きく低下しており、靱性の劣化が認められる。

【0044】また、化学成分は満足するが切削性改善指標が規定より低い鋼（No.35、37）では、組織がフェライト＋パーライトとなるが、芯部硬さが大きく低下し、目標をはずれる。

【0045】切削性指標が規定より高い鋼（No.36）で

は、ミクロ組織もベイナイトとなり、芯部硬さが大きく増大し、吸収エネルギー、工具寿命についても目標を満足していない。

【0046】軟窒化処理後の測定結果を表4に示す。表4に示す結果より明らかなように、供試鋼No.1～18の本発明鋼は、表面硬さ、硬化深さ、疲労強度、歪量ともに目標値を満足している。これは従来鋼No.38、39（調質）と比べ格段の特性の向上が認められた。

【0047】一方、供試鋼No.19～40と従来鋼No.41、42（放冷）の比較鋼のうち、Cr、V、Alが規定より少ない鋼（No.24、26、28、33）および従来鋼（No.41、42）では、表面硬さ、硬化深さ、および疲労強度共に低く目標をはずれていた。また、Cr、V、Alが規定より多い鋼（No.25、27、29、34）は表面硬さは高いが、硬化深さは浅く、疲労強度も低下し、目標値を満足できていない。

【0048】組織制御指標を満足していない鋼（No.38、39、40）は、組織がフェライト＋パーライトあるいはフェライト＋パーライト＋ベイナイト（20%未満）を満足できず、歪量の目標を満足できない。また、規定を満足しているものの、成分規格をはずれた鋼（No.20、21、23、25、27、32）に関しても同様に目標の組織を得ることができず、歪の目標値に達することができない。

【0049】（実施例2）表1および表2に示す供試鋼No.1、5の160mm角の鋼片を1100℃に加熱し、仕上温度950℃の熱間鍛造後、図2(a)～(d)に示すヒートパターンにて放冷、水冷、塩浴保持をそれぞれ行い、実施例1と同じ要領で試験片加工と軟窒化処理を行い、熱間鍛造後の特性と軟窒化後の特性調査を行った。

【0050】表5、表6にヒートパターンとともにその測定結果をまとめて示す。ベイナイト分率20%を越えたフェライト＋パーライト＋ベイナイトは、芯部硬さ、シャルピー衝撃吸収エネルギー、工具寿命は満足するものの、軟窒化処理後の表面硬さおよび硬化深さは低く、疲労強度、歪量は目標に達していない。

【0051】マルテンサイトは、芯部硬さが高く、工具寿命も悪くなり歪量も目標値に達することができない。またフェライト＋パーライトでも芯部硬さが低い場合、引張強さや軟窒化処理後の表面硬さ・硬化深さも低く、疲労強度も目標値に達することができない。

【0052】しかし、フェライト＋パーライトあるいはフェライト＋パーライト＋ベイナイト（20%未満）で芯部硬さを満足したものは、工具寿命は長く、軟窒化処理後の表面硬さ、硬化深さおよび疲労強度さらには歪量の軽減を図ることができる。

【0053】

【表1】

供試鋼 No.	化 學 成 分 (wt%)											切削性 改善指標	組 織 制御指標	備 考			
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	Sol.Al	N	B	Ti	Pb		Ca		
1	0.27	0.87	0.67	0.019	—	0.76	—	0.07	0.025	0.008	—	—	—	—	0.80	0.33	
2	0.15	0.92	0.90	0.017	—	0.96	—	0.11	0.065	0.010	—	—	—	—	0.84	0.46	
3	0.35	0.18	1.24	0.018	—	1.46	—	0.20	0.099	0.015	—	—	—	—	1.31	0.77	
4	0.35	0.04	0.66	0.010	—	1.25	—	0.09	0.080	0.019	—	—	—	—	0.95	0.49	
5	0.15	0.88	1.65	0.009	—	1.00	—	0.16	0.063	0.015	—	—	—	—	1.08	0.57	
6	0.30	0.38	1.12	0.001	—	0.72	—	0.07	0.023	0.007	—	—	—	—	0.86	0.32	
7	0.18	0.07	0.63	0.022	—	0.94	0.07	0.08	0.056	0.012	—	—	—	—	0.72	0.48	
8	0.35	0.63	0.90	0.007	—	1.00	0.20	0.12	0.085	0.015	0.0008	0.007	—	—	1.16	0.79	
9	0.24	0.42	1.77	0.006	—	1.77	—	0.07	0.065	0.009	0.0041	0.017	—	—	1.23	0.61	
10	0.19	0.69	0.92	0.008	0.055	0.94	—	0.18	0.095	0.017	—	—	0.03	—	0.98	0.60	
11	0.33	0.94	0.88	0.020	—	1.35	—	0.11	0.042	0.010	—	—	0.18	0.006	1.12	0.56	
12	0.22	1.15	0.89	0.019	—	1.37	—	0.09	0.032	0.009	—	—	—	0.006	1.00	0.52	
13	0.27	1.01	1.35	0.016	0.009	1.00	0.20	0.15	0.021	0.007	—	—	0.11	—	1.25	0.78	
14	0.24	0.49	1.01	0.010	—	0.70	0.38	0.11	0.087	0.020	—	—	—	0.009	1.06	0.83	
15	0.37	0.07	1.02	0.023	—	0.77	0.35	0.12	0.057	0.019	—	—	0.09	0.009	1.16	0.84	
16	0.39	0.36	0.41	0.025	0.048	0.72	—	0.13	0.063	0.014	0.0008	—	0.14	—	0.91	0.44	
17	0.16	0.97	0.69	0.019	—	1.01	—	0.12	0.069	0.015	0.0025	0.015	0.17	0.007	0.87	0.52	
18	0.28	0.74	0.11	0.017	0.027	1.55	—	0.06	0.028	0.017	—	0.011	—	0.008	0.86	0.52	

切削性改善指標 : C + 0.1 Si + 0.2 Mn + 0.25Cr + 1.65V + 0.53Mo + 0.20Ti + 8 B

組織制御指標 : 0.25Cr + 1.15Mo + 2 V + 1.5 Ti

[0054]

[表2]

供試鋼 No.	化 学 成 分 (wt%)										切削性 改善指標	粗 織 制御指標	備 考				
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	Sol. Al	N				B	Ti	Pb	Ca
19	0.04*	0.80	0.65	0.018	—	0.75	—	0.08	0.025	0.008	—	—	—	—	1.00	0.35	C低
20	0.48*	0.95	0.90	0.016	—	0.95	—	0.11	0.065	0.010	—	—	—	—	1.17	0.46	C高
21	0.28	1.26*	1.28	0.017	—	1.44	—	0.19	0.098	0.015	—	—	—	—	1.34	0.74	SI高
22	0.15	0.93	0.56*	0.011	—	1.23	—	0.05	0.080	0.018	—	—	—	—	0.66	0.41	Mn低
23	0.23	0.55	1.85*	0.008	—	1.23	—	0.16	0.063	0.015	—	—	—	—	1.25	0.63	Mn高
24	0.30	0.23	1.12	0.013	—	0.19*	—	0.06	0.023	0.007	—	—	—	—	0.69	0.28	Cr低
25	0.20	0.59	0.66	0.010	—	2.10*	—	0.09	0.056	0.006	—	—	—	—	1.06	0.71	Cr高
26	0.23	0.36	0.85	0.016	—	0.96	—	0.03*	0.085	0.019	—	—	—	—	0.73	0.30	V低
27	0.26	0.62	1.12	0.018	—	0.82	—	0.26*	0.065	0.020	—	—	—	—	1.21	0.75	V高
28	0.15	0.95	0.63	0.016	—	0.86	—	0.09	0.008*	0.017	—	—	—	—	0.74	0.40	Al低
29	0.24	1.12	0.89	0.025	—	1.05	—	0.07	0.112*	0.013	—	—	—	—	0.91	0.40	Al高
30	0.19	1.00	0.75	0.019	—	1.32	—	0.08	0.032	0.005*	—	—	—	—	0.90	0.49	N低
31	0.29	0.52	0.92	0.022	—	1.44	—	0.11	0.021	0.023*	—	—	—	—	1.07	0.58	N高
32	0.41*	1.18	1.85*	0.023	0.062*	0.70	—	0.13	0.033	0.020	—	—	—	0.011*	1.29	0.44	C, Mn, S, Ca 高
33	0.15	0.23	0.77	0.018	—	0.60	0.30	0.17	0.010*	0.050*	—	0.006	—	0.001*	0.82	0.64	Al, Ca 低, N高
34	0.21	0.33	0.96	0.011	—	2.02*	—	0.07	0.150*	0.017	0.001	0.017	0.28*	—	1.07	0.67	Pb, Cr, Al 高
35	0.15	0.09	0.65	0.018	—	0.72	—	0.07	0.050	0.015	—	—	—	—	0.58*	0.32	切削性 低
36	0.40	1.15	1.24	0.025	—	1.45	—	0.20	0.011	0.018	—	—	—	—	1.46*	0.76	改善指標 高
37	0.15	0.05	0.61	0.011	0.052	0.74	0.05	0.06	0.066	0.017	0.0006	0.011	—	0.009	0.59*	0.38	はずれ 低
38	0.29	0.09	0.75	0.018	—	1.95	—	0.19	0.050	0.015	—	—	—	—	1.25	0.87*	組織 高
39	0.30	1.15	1.24	0.025	—	1.31	0.20	0.20	0.011	0.018	—	—	—	—	1.32	0.06*	制御指標 高
40	0.21	0.05	0.71	0.011	0.052	1.58	0.15	0.13	0.066	0.017	0.0006	0.020	—	0.009	1.05	0.86*	はずれ 高
41	0.30	0.25	0.74	0.020	—	1.00	—	—	0.035	—	—	—	—	—	0.72	0.25	SCr430
42	0.30	0.24	0.72	0.026	—	1.03	0.17	—	0.036	—	—	—	—	—	0.73	0.45	SCM430

切削性改善指標: $C + 0.1 Si + 0.2 Mn + 0.25Cr + 1.65V + 0.55Mo + 8B$

粗織制御指標: $0.25Cr + 1.15Mo + 2V + 1.5Ti$

* : 本発明の範囲外

【0055】

40 【表3】

供試鋼 No	加工条件	Hv	組 織	引張強さ (N/mm ²)	沖孔-吸収 試験 (J)	工具寿命 切削不良距離 (cm)
本 発 明	1	223	F + P	676	154	24.0
	2	230	F + P	675	152	22.7
	3	294	F+P+B(10%)	909	116	21.5
	4	245	F + P	713	135	23.6
	5	264	F+P+B(5%)	784	132	21.2
	6	231	F + P	695	105	23.0
	7	215	F + P	656	155	22.4
	8	273	F+P+B(5%)	806	141	21.9
	9	282	F+P+B(15%)	848	133	20.8
	10	250	F + P	735	158	22.9
	11	270	F + P	800	121	21.8
	12	252	F + P	777	165	22.3
	13	285	F+P+B(10%)	896	135	22.1
	14	260	F+P+B(10%)	794	116	23.0
	15	275	F+P+B(15%)	822	143	21.5
	16	242	F + P	711	104	20.4
	17	235	F + P	702	142	20.3
	18	235	F + P	718	138	20.3
比 較 例	19	138*	F + P	443 *	210	26.3
	20	354*	B *	1112 *	55 *	12.3 *
	21	320*	B *	1012 *	36 *	15.3 *
	22	192*	F + P	595 *	185	27.2
	23	315*	B *	1031 *	44 *	13.6 *
	24	195*	F + P	605 *	105	25.4
	25	324*	B *	1018 *	61 *	14.5 *
	26	196*	F + P	621 *	121	21.7
	27	322*	B *	1012 *	32 *	17.4 *
	28	224	F + P	713	145	23.7
	29	241	F + P	818	43 *	25.9
	30	239	F + P	656	56 *	24.7
	31	262	F + P	943	32 *	20.3
	32	312*	B *	1286 *	29 *	9.8 *
	33	243	F + P	825 *	33 *	12.6 *
	34	252	F + P	703 *	21 *	13.1 *
	35	165*	F + P	635 *	111	23.3
	36	321*	F + P	1099 *	39 *	18.4 *
従 来 例	37	168*	F + P	604 *	132	25.6
	38	288	F+P+B(25%)*	902 *	135	22.3
	39	294	B *	932 *	133	20.5
	40	260	F+P+B(80%)*	785 *	142	23.1
	41	185*	F + P	557 *	112	30.5
	42	192*	F + P	582 *	109	28.2
	43	230	M *	730	152	22.0
	44	225	M *	715	160	21.2

目標 200/300 F+P or 540/950 >100 >20.0
F+P+B (20%未満)

組織: F-フェライト, P-パーライト, B(%)=バライト(分率), M-焼戻しバライト

*: 本発明の範囲外

供試鋼 No.		加工条件	軟 望 化 後				
			表面硬さ (Hv)	硬化深さ (mm)		疲労強度 (N/mm ²)	量量 (μm)
				Hv : 500	Hv : 300		
本 発 明 鋼	1	熱間鍛造後 (放冷)	745	0.33	0.42	562	2
	2		761	0.37	0.47	555	3
	3		775	0.41	0.52	678	4
	4		743	0.31	0.41	545	5
	5		736	0.38	0.48	578	3
	6		728	0.29	0.42	512	2
	7		779	0.35	0.43	545	4
	8		777	0.34	0.47	625	3
	9		785	0.32	0.45	575	1
	10		804	0.36	0.43	568	1
	11		768	0.34	0.44	581	5
	12		758	0.43	0.50	668	3
	13		736	0.42	0.51	675	4
	14		798	0.43	0.52	678	5
	15		736	0.41	0.54	700	3
	16		769	0.42	0.56	685	4
	17		766	0.37	0.52	545	2
	18		749	0.33	0.47	583	3
比 較 鋼	19		722	0.33	0.47	893	3
	20		775	0.34	0.48	723	25*
	21		784	0.40	0.53	599	23*
	22		803	0.43	0.54	536	4
	23		756	0.38	0.42	544	25*
	24		645*	0.26*	0.31*	435*	3
	25		785	0.18*	0.24*	465*	28*
	26		599*	0.14*	0.25*	438*	2
	27		748	0.24*	0.38*	498*	3
	28		546*	0.28*	0.34*	452*	4
	29		865	0.17*	0.32*	395*	4
	30		723	0.34	0.42	587	5
	31		746	0.43	0.53	658	3
	32		735	0.34	0.48	475*	21*
	33		587*	0.28*	0.36*	436*	5
	34		798	0.13*	0.18*	475*	4
	35		684*	0.26*	0.34*	490*	4
	36		756	0.36	0.48	559	3
	37		688*	0.22*	0.32*	476*	3
	38		758	0.35	0.45	586	26*
	39		795	0.31	0.47	575	31*
	40		723	0.36	0.43	548	30*
従 来 鋼	41	551*	0.12*	0.16*	449*	3	
	42	562*	0.11*	0.13*	456*	4	
	41	熱間鍛造後	543*	0.08*	0.17*	441*	2
	42	(調質)	526*	0.08*	0.18*	473*	3

目標 >700 >0.30 >0.40 >500 <10
* : 本発明の範囲外

[0057]

[表5]

	供試鋼 No	熱間鍛造後 のヒートパターン	熱 間 鍛 造				
			芯部硬さ (Hv)	組 織	引張強さ (N/mm ²)	沖圧-吸収 試験 (J)	工具寿命 切削不良距離 (cm)
本 比較鋼	1	放冷	223	F + P	676	154	24.0
		水冷	400*	M *	1321*	99*	8.4*
		塩浴保持1	286	F+P+B(50%)*	732	145	23.5
		塩浴保持2	135*	F + P	429*	133	30.2
本 比較鋼	5	放冷	264	F+P+B(5%)	784	132	21.2
		水冷	510*	M *	1854*	98*	4.8*
		塩浴保持1	295	F+P+B(65%)*	950	118	21.9
		塩浴保持2	165*	F + P	546*	125	21.6

目標 200/300 F+P or 640/950 >100 >20.0
F+P+B (20%未満)

組織: F-フェライト, P-パーライト, B(%) -ベイライト(分率), M-マartenサイト

本 : 本発明鋼

* : 本発明の範囲外

* * 【表6】

【0058】

	供試鋼 No	熱間鍛造後 のヒートパターン	軟 窒 化 後				
			表面硬さ (Hv)	硬 化 深 さ (mm)		疲労強度 (N/mm ²)	歪量 (μm)
				Hv : 500	Hv : 300		
本発明鋼 比較鋼	1	放冷	745	0.33	0.42	562	2
		水冷	722	0.31	0.40	532	53*
		塩浴保持1	741	0.30	0.40	512	33*
		塩浴保持2	721	0.15*	0.24*	356*	3
本発明鋼 比較鋼	5	放冷	736	0.38	0.48	578	3
		水冷	728	0.37	0.44	548	48*
		塩浴保持1	731	0.34	0.42	532	28*
		塩浴保持2	711	0.21*	0.25*	356*	4

目標 >700 >0.30 >0.40 >500 <10

* : 本発明の範囲外

【0059】

【発明の効果】本発明にかかる軟窒化用鋼は、機械構造用部品として加工するに際し、焼鈍・焼戻しの熱処理をする必要がなく加工コストが安くなり、軟窒化鋼として従来鋼にない優れた表面硬さ・硬化深さおよび疲労強度を保有するとともに熱処理歪の更なる低減が可能となるもので、高精度歯車等の性能を向上させ低コスト化を図

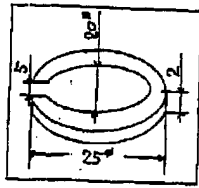
るものである。

【図面の簡単な説明】

【図1】実施例で用いた歪試験片の形状の説明図である。

【図2】図1(a)～(d)は、実施例2の各ヒートパターンの概略説明図である。

【図1】



【図2】

